DOI:10.26974/j.cnki.XBGC.2026.03.001

高 C_3S 水泥熟料的电流快速烧成及机理分析

李鹏辉, 赵洪玉, 景明海, 沈 倩, 马元祥, 黄健楠
(宁夏大学 土木与水利工程学院,宁夏 银川 750021)

摘 要:针对传统水泥熟料高温长时煅烧工艺能耗高、碳排放量大的问题,探索了电流快速烧成技术制备高 C_3S 水泥熟料的可行性。以高 C_3S 水泥熟料配方(硅率为2.46、铝率为1.28、石灰饱和系数为1.00)为基础,系统研究了电流快速烧成技术对熟料矿物组成、微观结构、化学性能及力学性能的影响。结果表明,在起始电场强度为66 V/mm、电流密度限值为0.01 A/mm^2、煅烧温度为1 135 ℃、保温时间1 min的条件下,可成功制备出性能优良的高 C_3S 水泥熟料,其中 C_3S 质量分数超过70%,熟料烧失量和f-CaO质量分数分别为0.34%和0.12%,熟料净浆28 d抗压强度达74.4 MPa。该技术通过焦耳热效应显著降低了煅烧温度并缩短了烧成时间,有效降低了能耗与 CO_2 排放,满足水泥行业绿色低碳发展需求。

关键词:电流快速烧成技术;硅酸三钙;水泥熟料;焦耳热;CO_2 排放
中图分类号:TQ172 **文献标志码**:A

水泥是应用最广泛的建筑材料之一,但其生产过程伴随高能耗与高碳排放[1-2]。其中,熟料煅烧是水泥生产过程中能耗最高、碳排放最大的环节[3],每生产1 t熟料约排放865.8 kg的 CO_2[4-5]。为降低熟料烧成过程的能耗与碳排放,国内外研究人员不断探索新型煅烧工艺,如高固气比悬浮预热分解技术[6]、预烧成短流程窑工艺[7]、流化床水泥窑煅烧技术[8]和富氧燃烧技术[9]等。这些工艺虽在一定程度上降低了能耗与碳排放,但与水泥绿色制造的要求仍有很大差距。Zuleta Marin等[10]利用太阳能替代化石燃料,开发了一种新型水泥熟料煅烧工艺。该工艺在保证熟料矿物组成与传统窑炉一致的基础上,实现了可再生能源的有效利用,属于绿色制造技术。然而,其太阳能加热装置复杂、成本较高,且易受地理环境条件制约。Vermeiren等[11]采用微波辅助煅烧水泥熟料,结果表明:与传统电炉煅烧相比,微波加热并非依靠外部热辐射实现由外向内的传热,而是使物料在微波作用下由内向外升温;因此,物料本身即为窑炉中最热的部分,炉内温度无需高于熟料煅烧温度。然而,受限于微波穿透深度、能量转化效率及微波泄漏等问题,该工艺在大规模工业应用中仍面临诸多技术瓶颈。

从水泥熟料的矿物组成角度出发,提高硅酸三钙($3CaO\cdot SiO_2$,C_3S)质量分数可提升熟料质量并显著增加混合材掺量,是另一条节能减排的技术路径。国内学者在水泥煅烧热力学、动力学及烧成助剂添加等方面开展了大量研究[12-14];低热高贝利特水泥熟料[15]、低钙水泥熟料[16]等亦取得一定进展,但上述研究均基于传统热辐射加热方式开展。理论上,电能煅烧有利于实现清洁生产,但来源于化石燃料的电能用于水泥生产经济性较差。随着电力工业的发展及可再生能源的广泛应用,弃光弃风现象日益突出[17],利用可再生能源电力生产水泥具有重要的现实意义。

与水泥熟料煅烧类似,传统陶瓷烧结通常需要较高温度和较长处理时间[18]。近年来,研究人员将电流快速烧成技术应用于陶瓷烧结,发现该技术不仅能降低烧结温度,还可显著缩短烧结时间[19-20]。电流快速烧成是电场与热场耦合作用的过程,其机理源于两类场的综合效应。焦耳热效应是该技术的

收稿日期:2026-01-14
基金项目:宁夏自然科学基金项目(2024AAC03065)
作者简介:李鹏辉(2001—),男,硕士研究生,主要从事水泥熟料绿色制备研究(529272410@qq.com)。
* **通信作者**:景明海(1990—),男,讲师,博士,主要从事固废资源化利用研究(jingmh@nxu.edu.cn)。
引用格式:李鹏辉,赵洪玉,景明海,等.高C_3S水泥熟料的电流快速烧成及机理分析[J].西北工程技术学报(中英文),2026,25(3):193-203.

核心机理之一:在电场作用下,电流通过样品产生大量焦耳热,使其温度升高、电阻率下降,从而促进样品烧成。Chaim 等[21]提出的晶界局部热效应理论认为,晶界电阻远高于晶粒内部,电场作用下晶界处产生大量焦耳热,甚至引发局部熔融与瞬时液相,从而加速烧结进程。此外,部分学者认为焦耳热效应对电流快速烧成机理的解释较为片面,进而提出了晶体缺陷形成与扩散理论。该理论强调,电场可促进正负离子空位的相互作用,加速物质沿晶界与位错扩散;且电场强度越高,缺陷集中效应越显著,既能提升离子扩散速率,也可因介电损耗在高介电区域产生焦耳热,同时促进化学扩散与相变[22]。目前,关于电流快速烧成的机理存在多种解释,但尚未达成共识,仍需进一步深入研究。

基于电流快速烧成技术在降低陶瓷烧结温度、缩短时间方面的突破,本研究将其引入水泥熟料制备体系。前期研究已证实,在电场与热场的耦合作用下,样品实际温度远高于炉内温度,并且电场会使熟料矿物晶体结构的稳定性下降、C_3S 形成的活化能大幅降低、CaO 转化率显著高于传统热辐射煅烧[23],表明该技术适用于水泥熟料煅烧。针对高 C_3S 水泥熟料传统热辐射煅烧能耗高、碳排放量大的问题,本研究采用电流快速烧成技术,旨在降低烧成温度、缩短烧成时间,进而减少能耗与碳排放。通过调控烧成行为,系统研究电场作用下熟料的矿物组成、微观结构演化、化学成分分布及力学性能,以期为突破水泥熟料“高温长时”的传统煅烧模式、推动水泥行业绿色发展提供新思路。

1 材料与方法

1.1 原料与设备

本文所采用的水泥生料来自陕西某水泥有限公司,主要的矿物组成有方解石、石英和铝硅酸盐矿物等。生料和烧成熟料的化学成分如表 1 所示。

表 1 水泥的化学成分

Tab. 1 Chemical composition of the cement

项目	w/%									
	烧失量	SiO_2	Al_2O_3	Fe_2O_3	CaO	MgO	K_2O	Na_2O	SO_3	总计
生料	35.36	13.05	3.01	2.25	42.52	2.51	0.57	0.10	0.28	99.65
烧成熟料		19.96	4.55	3.56	65.21	4.47	0.72	0.33	0.57	99.37

水泥熟料烧成装置如图 1 所示,主要由供电系统和加热系统两部分组成。供电系统主要包括直流电源(杭州蓝仪 HPS 0614 型)、数字万用表(美国泰克 DMM 4040 型)和铂片电极。其中,直流电源提供了烧成过程中所需的电场强度,数字万用表记录了烧成前后通过样品中的电流变化和样品两端的电压变化,管式炉(德国耐驰 DIL 402 PC)主要用于对样品的加热。

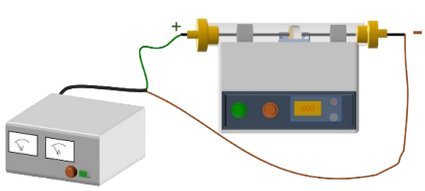


图 1 电流快速烧成装置图

Fig. 1 Schematic of the electric-current-assisted rapid clinkering apparatus

1.2 试验方法

将烘干后的水泥生料放入马弗炉中,以 8 ℃/min 的升温速率加热至 1 000 ℃,保温处理 60 min,炉温降至室温后,得到水泥熟料前驱体。称取一定量的前驱体,添加质量分数为 5% 的环氧树脂作为黏合剂,研磨均匀后分为 3 组,将其置于专用模具中,在 10 MPa 的压力下保压 2 min,压制成 3 组 ϕ6 mm×6 mm 的圆柱体样品。

将压制成型的圆柱体样品放入电流快速烧成装置中的样品池,样品的两底面分别与两个直径略大于样品的圆形铂电极接触,通过硅碳棒两端弹簧施加 20 N 的压力使样品与铂电极紧密贴合,界面电阻为 12.52 Ω/mm^2,连通整个电路,设置电压和限制电流。同时将管式炉的升温速率设置为 8 ℃/min,温度限值为 1 200 ℃。开启电源,样品中电流随着炉内温度的升高而升高,当样品中电流达到预设限值,直流电源由电压控制转换为电流控制。在恒定的限值电流下,对样品分别保温处理 1、5 和 10 min。保温结束后,关闭电源,敞开管式炉两端口,使样品快速冷却至室温,得到水泥熟料。

1.3 表征与测试

使用 X 射线衍射仪(德国布鲁克 D8-ADVANCE 型)分析烧成水泥熟料的矿物组成,仪器工作参数如下:管电压为 40 kV,管电流为 40 mA,步宽为 0.02°,扫描速率为 8°/min,扫描范围

为 10°～70°。使用扫描电子显微镜(日本日立 S-4800 型)观察烧成熟料的微观形貌,分辨率为 1.5 nm,加速电压为 0.2～30 kV。对烧成熟料的一个面进行打磨抛光,并用 1% 的 NH_4Cl 溶液侵蚀,使用透反偏光显微镜(上海测维 ISH 500 型)观察烧成熟料的矿物晶相。根据《水泥化学分析方法》(GB/T 176—2017),采用甘油法测定生料及烧成后熟料中的游离氧化钙(free CaO,f-CaO)的质量分数,并采用校正法测定烧失量。烧成熟料粉磨细度为 0.075 mm,掺加质量分数为 4% 的二水石膏,将水泥熟料按照水灰比为 0.4 制备成净浆,装入 2.0 cm×2.0 cm×2.0 cm 的立方体模具中。静置 1 d 后脱模,并将试件放入养护温度为(20±2)℃,相对湿度 95% 以上的标准养护室内,按不同养护龄期分为 3 组,每组包括 3 个相同试件。不同组别试件分别养护 3、7 和 28 d 后,使用水泥胶砂抗折抗压试验机(无锡建仪 TYE-300 型)测试试件不同龄期的抗压强度。

2　结果与分析

2.1　水泥熟料组成设计

2.1.1　*熟料的率值*　根据表 1 中各氧化物的质量分数,计算得到该水泥熟料的硅率(SM)、铝率(IM)和石灰饱和系数(KH)分别为 2.46、1.28 和 1.00。该熟料 SM 较高,硅酸盐矿物质量分数较高,相应地,熔剂性矿物质量分数较低,导致电流快速烧成过程中液相生成量较少;因此,与传统水泥熟料相比,其煅烧温度更高。理论上,当 KH 等于 1.00 时,烧成的熟料矿物组成主要为 C_3S、铝酸三钙($3CaO·Al_2O_3$,C_3A)和铁铝酸四钙($4CaO·Al_2O_3·Fe_2O_3$,C_4AF),不含硅酸二钙($2CaO·SiO_2$,C_2S)。

2.1.2　*熟料的矿物组成*　通过石灰饱和系数法,可以计算出水泥熟料的矿物组成。计算结果表明,熟料中的 C_3S、C_2S、C_3A 和 C_4AF 的质量分数分别为 75.84%、0%、6.02% 和 10.82%。由计算结果可知,本文的熟料中 C_3S 的质量分数在 70% 以上,是一种高 C_3S 质量分数的水泥熟料。

2.2　电流快速烧成过程分析

图 2 为电流快速烧成过程中通过样品的电流随着温度变化的曲线。由图 2 可知:在恒定电压下,通过样品的电流基本保持不变;当炉温升至某一临界值时,电流急剧增大,达到最大值后趋于稳定。本文将电流急剧增大对应的温度点称为“烧成温度”;当炉温达到该温度时,样品在电流作用下实现快速烧成。

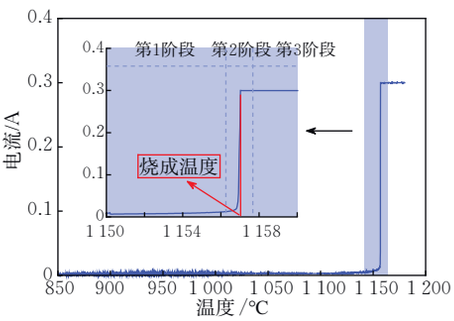


图 2　通过样品的电流随着温度变化的曲线

Fig. 2　Variation in the current passing through the sample with temperature

上述过程可分为 3 个阶段(图 2):第 1 阶段为潜伏阶段,炉温未达到烧成温度,电流随着炉温的升高缓慢增加;第 2 阶段为烧成阶段[24-25],炉温达到烧成温度时,样品的电阻率显著降低,电流急剧增大,烧成反应迅速进行;第 3 阶段为恒流阶段。电流达到设定限值,电压、电阻率及功率耗散值基本保持稳定,电源控制方式由恒压转换为恒流。在样品电流快速烧成过程中,样品体积收缩并发生致密化。一般情况下,为了避免电能损耗过大及电流超限损坏设备,试验过程中通常设定电流上限,电流达到限值后保持恒定。本试验将电流限值设定为 0.3 A。

样品的烧成温度与所施加的起始电场强度密切相关。不同起始电场强度下的烧成温度如图 3 所示。由图 3 可知,当烧成温度达 1 135 ℃时,对应的起始电场强度为 66 V/mm,且随着起始电场强度的增大,烧成温度呈线性降低。对二者进行线性拟合,则有

$$y=-1.43x+1\,229。\tag{1}$$

式中:y 为烧成温度;x 为起始电场强度。该方程的决定系数 $R^2=0.993\,3$。

根据拟合结果,当烧成温度为 1 000 ℃时,计算出所需的起始电场强度为 160 V/mm;当烧成温度在 900 ℃时,对应的起始电场强度为 230 V/mm。因此,在炉温低于 1 000 ℃的条件下即可实现水泥熟料的烧成,这对于控制装置散热损耗、降低耐火材料要求具有重要意义。

2.3　烧成机理

2.3.1　*焦耳热效应*　由图 3 可知,当设定电压为 400 V(对应起始电场强度为 66 V/mm),电流限值为 0.3 A 时,熟料的烧成温度为 1 135 ℃。而传统水泥熟料煅烧需要 1 450 ℃以上的高温,相对而言,电流快速烧成技术所需要的炉温远低于传统煅烧温度。图 4 为两种烧成技术的加热示意图。传统热辐

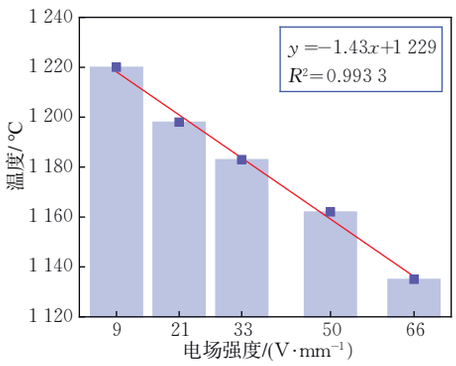
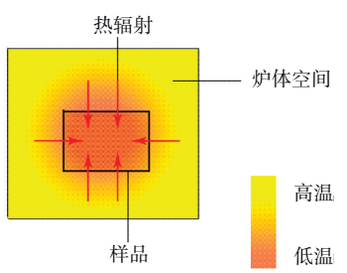


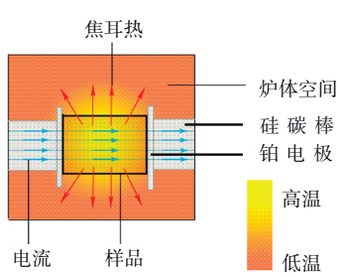
图3 不同起始电场强度下的烧成温度

Fig. 3 Clinkering temperatures at different initial electric field strengths

射煅烧为由外而内传热,通过加热炉腔空间实现样品煅烧。与之不同,电流快速烧成技术是在传统热辐射烧成的基础上,通过电-热转换对样品进行加热,当电流通过样品时会产生焦耳热,产生的热量几乎全部用于水泥熟料的烧成,因此,电流快速烧成技术在总体上的能量利用率高于传统煅烧方法。



a 热辐射烧成



b 电流快速烧成

图4 两种烧成技术的加热示意图

Fig.4 Schematic illustration of heating by the two clinkering techniques

在焦耳热的作用下,样品的表面温度要高于装置温度,利用黑体辐射模型可以计算出样品的表面温度[26]。具体公式为

$$T=\left(T_0^4+\frac{W}{A\varepsilon\sigma}\right)^{1/4}。\tag{2}$$

式中:T 为样品的表面温度;T_0 为烧成温度;W 为烧成过程中稳态阶段的功率耗散;A 为圆柱体样品的表面积,为 $1.695\,6\times10^{-4}$ m²;ε 为表面发射率,假设为 0.8~1.0;σ 为 Stefan-Boltzmann 常数,为 5.67×10^{-8} W/(m²·K⁴)。

为了准确反映电流快速烧成过程中样品的实际温度,采用有限元方法对实际温度分布进行分析。利用 COMSOL Multi-physics 建立样品的几何模型并进行模拟计算。根据样品实际尺寸建立的几何模型如图 5 所示。几何模型采用有限元法进行网格划分,网格单元为四面体单元,共有网格单元 315 386 个,其中域单元 312 627 个,边界单元 7 369 个,边单元 784 个。

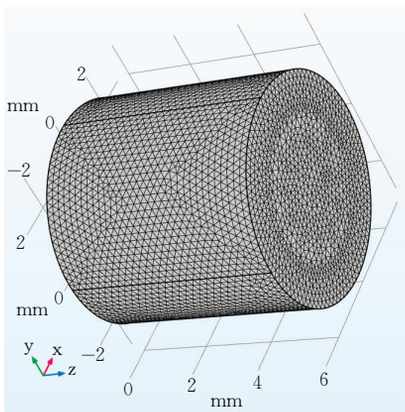


图5 样品的几何模型

Fig. 5 Geometric model of the sample

在电流快速烧成过程中由于焦耳热效应的产生,样品的实际温度高于炉内温度,因此,样品表面会向炉内传热,热辐射损失的热量计算公式为

$$\begin{cases}-\boldsymbol{n}\cdot q=q_0,\\ q_0=\varepsilon\sigma\left(T_{\mathrm{amb}}^4-T^4\right)。\end{cases}\tag{3}$$

式中:$\boldsymbol{n}$ 为表面法向量,负号表示向外散热;q 为热通量;q_0 为样品表面的净辐射热通量;T_{amb} 为设定的炉内温度。

在建模过程中,将样品视为理想模型,其热交换边界设定为绝热条件。对于电流传导路径,则分别采用电气隔离与电绝缘限制,其公式为

$$\begin{cases}-\boldsymbol{n}(k\nabla T)=0,\\ -\boldsymbol{n}J=0。\end{cases}\tag{4}$$

式中:k 为热导率;∇T 为温度梯度;J 为设定的电流密度限值。

由于通电加热持续时间较长,流经样品的电流及其两端的电压在经历短暂波动后逐渐趋于稳定。因此,将达到稳态阶段后的电流和电压作为仿真建模的参数,该阶段样品的电导率可视为定值,计算公式为

$$\sigma_{\mathrm{e}}=\frac{IL}{UA}。\tag{5}$$

式中:σ_e为样品的电导率;U为稳态阶段时样品两端的电势差;A为样品的底面积;I为设定的电流限值;L为样品的长度,即圆柱体样品的高。模拟过程中ε取值为0.9,圆柱体样品的密度为2 933.47 kg/m^3,其他主要参数如表2所示。

表2　模拟过程中的主要参数

Tab. 2　Main parameters used in the simulation

环境温度/K	电流/A	电压/V	电导率/(S·m^{-1})	导热系数/W·(m·K)$^{-1}$
1 408	0.3	60	1.06	0.42

电流快速烧成过程中样品的实际温度模拟如图6所示。由图6可知,样品中心的最高温度可达到1 510 ℃。温度从内到外逐渐降低,记录的最低边缘温度为1 400 ℃。

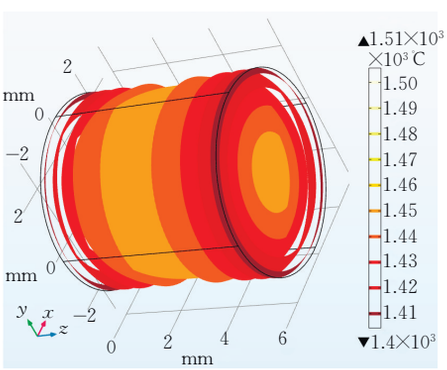


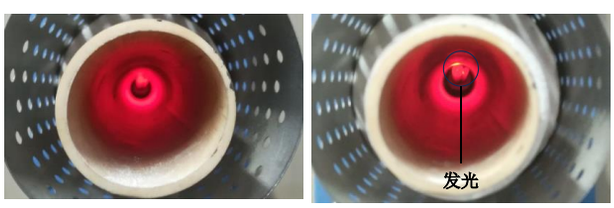
图6　电流快速烧成过程中样品的温度模拟

Fig. 6　Simulated actual temperature of the sample during electric-current-assisted rapid clinkering

计算结果表明,当设定电压400 V、电流限值0.3 A时,稳态阶段样品两端实际电压为60 V,取发射率为0.8~1.0,发生电流快速烧成时样品中的实际温度为1 458~1 488 ℃,高于炉内设定温度。在电流快速烧成的瞬间,瞬时功率达到峰值时,样品的实际温度瞬间升高,接近传统水泥熟料的煅烧温度。由此可见,焦耳热对水泥熟料的烧成具有明显的促进作用,为较低炉温条件下熟料烧成提供了所需的能量。

除了焦耳热外,熟料的烧成机理还与电场活化效应及晶界局部加热效应有关[27-30]。熟料中C_2S、C_3A和C_4AF等矿物主要在1 100 ℃左右生成[31-32],这些矿物颗粒在电场作用下发生极化,颗粒间产生放电并激发等离子体,进而产生焦耳热[33]。该焦耳热可促进晶界局部缺陷形成,诱发瞬时液相,从而加速烧成进程[34]。

图7为电流快速烧成过程中观测到的发光现象。当达到烧成温度时,通过样品的电流骤增至设定限值,功率耗散同时达到峰值。图7b显示,样品在电流的作用下出现发光现象,表明烧成阶段发生了显著的电热耦合响应;样品温度急剧升高,有限元分析表明,此时样品中心温度远高于边缘,从而呈现发光现象。Terauds等[35]对烧成过程中的光谱分布进行了分析,结果表明,发光强度随着电流限值的增大而增强。Hwang等[36]在陶瓷的烧成过程中亦观察到发光现象;Raj等[37]研究了电流烧成过程中的发光现象,发现其与高升温速率及电场诱发的电子-空穴对产生有关。此外,部分研究者认为发光机理可能与局部电流集中、焦耳热失控、界面放电或电流对烧成颗粒的活化效应有关,上述效应对熟料烧成及致密化具有促进作用[24,38-39]。由于电流快速烧成以炉温达到烧成温度为前提条件,本试验中水泥熟料的电流快速烧成过程本质上为温度场与电场的耦合过程。



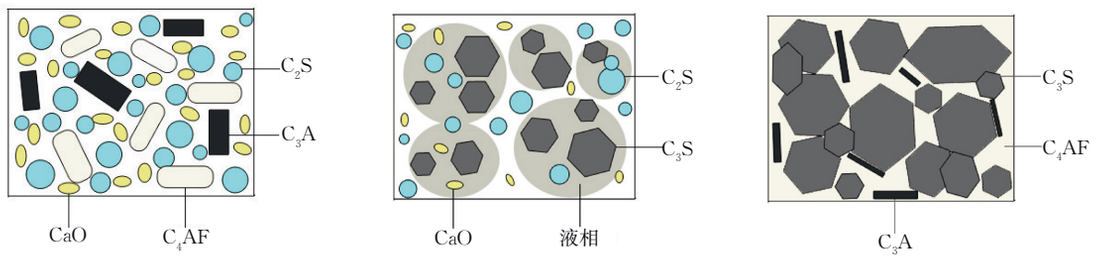
a　烧成前　　b　烧成中

图7　电流快速烧成过程中的发光现象

Fig.7　Luminescence during electric-current-assisted rapid clinkering

2.3.2　*反应机理模型的建立*　根据上述分析,水泥熟料在温度场与电场耦合作用下的结构演变模型如图8所示。电流快速烧成发生前(图8a):样品中生成了C_2S、C_3A、C_4AF及未反应的CaO。电流快速烧成发生时(图8b):电流促进了C_3A和C_4AF熔融并形成液相,产生的液相将CaO溶解在其中,并加速C_2S与CaO反应生成C_3S[40-42]。电流快速烧成发生后(图8c):烧成的水泥熟料矿物组成主要为C_3S、C_3A和C_4AF。

本研究所用水泥熟料的铝率为1.28(<1.34),理论计算表明,其完全熔融时液相量为24.25%。由于该水泥熟料中含有MgO、Na_2O和K_2O等氧化物,其最低共熔温度为1 250~1 280 ℃。当样品内电流增大、实际温度达到最低共熔温度时,样品中出现液相,液相量大约为最大值的60%(约14.55%)[43-44]。液相量偏低,加之固相在液相中的溶解及固相反应离子扩散速率受限,传统方式下形成目标矿物组成需要较长时间。然而,本试验结果表明,在电流作用下极短时间内即可形成大量C_3S晶



a 烧成前 b 烧成时 c 烧成后

图 8 电流快速烧成过程中熟料矿物演变模型

Fig.8 Model of clinker mineral evolution during electric-current-assisted rapid clinkering

体矿物,传统反应机理难以解释这一现象。较为合理的解释是,电流作用使固相反应物活化能显著降低,部分 CaO 和 C_2S 可直接反应生成 C_3S[23],从而实现水泥熟料的快速烧成。因此,电流可在较低炉温下促进水泥熟料的烧成,但其活化过程与烧成机理仍有待深入研究。

2.4 熟料矿物物相分析

2.4.1 *保温时间对熟料矿物组成的影响* 设定电压为 400 V,电流限值为 0.15 A,水泥熟料快速烧成发生后,在电流密度 0.005 A/mm^2 条件下,分别保温煅烧 1、5 和 10 min,研究保温时间对熟料矿物组成的影响。图 9 为不同保温时间下烧成熟料的 XRD 图。

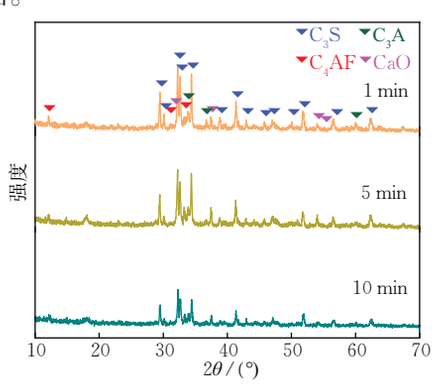


图 9 不同保温时间下烧成熟料的 XRD 图

Fig. 9 The XRD patterns of clinker produced at different holding times

由图 9 可知,熟料主要矿物组成为 C_3S、C_3A 和 C_4AF,以及少量的 CaO。少量 CaO 的存在表明,C_2S 未完全反应,但残余 C_2S 含量较低,XRD 未能检测出来。随着保温时间的延长,XRD 衍射峰强度整体降低。当保温时间为 1 和 5 min 时,衍射峰强度较高,表明熟料矿物结晶良好。当保温时间延长至 10 min 时,衍射峰强度明显降低。这可能与熟料中生成的非晶相有关。当电流快速烧成发生时,熟料中出现液相,CaO 溶于液相并与 C_2S 反应生成 C_3S;随着保温时间的延长,液相对部分矿物的溶蚀导致晶体缺陷增多,也可能是衍射峰强度降低的原因[45]。因此,电流快速烧成后,保温时间不宜过长,短时间的保温煅烧可促进水泥熟料的烧成。

2.4.2 *起始电场强度对熟料矿物组成的影响* 图 10 为不同起始电场强度下烧成熟料的 XRD 图。在电流限值为 0.15 A、保温时间为 1 min 条件下,通过改变设定电压,研究起始电场强度对熟料矿物组成的影响。

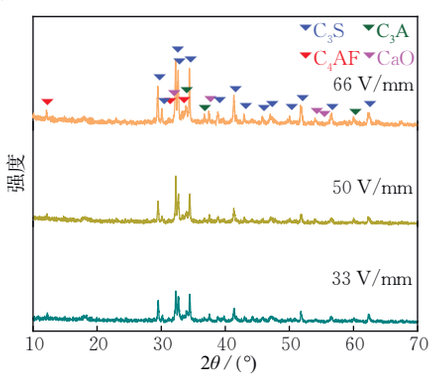


图 10 不同起始电场强度下烧成熟料的 XRD 图

Fig. 10 XRD patterns of clinker produced at different initial electric field strengths

由图 10 可知:当设定电压为 400 V(对应起始电场强度为 66 V/mm)时,熟料的矿物衍射峰强度整体较高;当设定电压分别降低至 300 和 200 V 时,各熟料的矿物衍射峰强依次降低,对应的电场强度分别为 50 和 33 V/mm。当设定电压为 400 V 时,恒流阶段样品两端的稳态电压为 85 V;随着设定电压的降低,熟料烧成时的稳态电压也逐渐降低,设定电压为 200 V 时的稳态电压为 67 V。在电流限值一定的情况下,设定电压越高,熟料烧成达到稳态时的功率也就越大,越有利于熟料的烧成。因此,提高起始电场强度不仅可以降低烧成温度,还能促进熟料的烧成。

2.4.3 *电流密度对熟料矿物组成的影响* 图 11 为不同电流密度下烧成熟料的 XRD 图。由图 11 可知,当设定电压为 400 V、电流限值为 0.15 A、保温

时间为 1 min 时,烧成样品中仍存在少量的 CaO。在设定电压和保温时间保持不变的条件下,将电流限值增至 0.3 A,熟料中的 CaO 衍射峰消失,熟料的主要矿物组成为 C_3S、C_3A 和 C_4AF,对应的电流密度为 0.01 A/mm²。样品产生的焦耳热与电流密度的平方成正比,增大电流密度可显著增加焦耳热,有利于熟料的烧成。观察烧成熟料的形貌发现,增大电流后熟料中出现部分黑色熔融体,该熔融体对 C_3S 的形成具有促进作用。XRD 结果表明,在外加电场的作用下,水泥熟料的主要矿物可在 1 135 ℃的炉温下形成,较传统煅烧温度降低约 300 ℃;此时起始电场强度为 66 V/mm,电流密度限值为 0.01 A/mm²。由于固相反应受扩散速率限制,传统的熟料煅烧需要较高的温度和较长的保温时间。电流快速烧成技术亦可在传统煅烧的基础上,通过外加电场将电能转化成焦耳热辅助烧成,既可以降低熟料的煅烧温度,又可以缩短煅烧时间,从而实现节能减排。

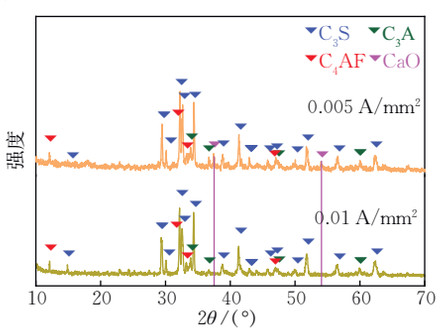
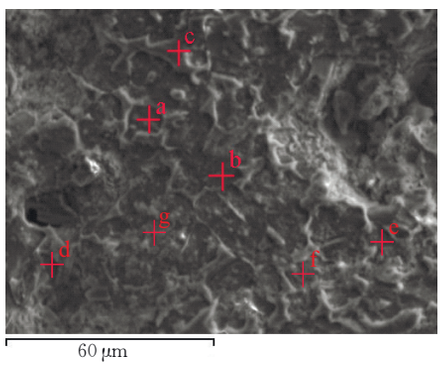


图 11　不同电流密度下烧成熟料的 XRD 图

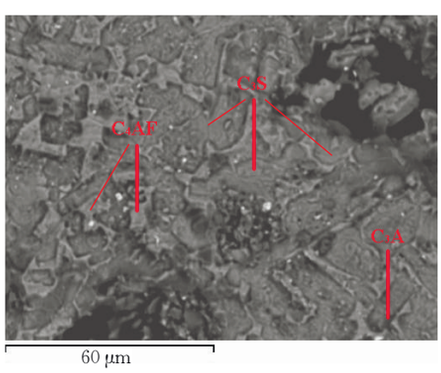
Fig. 11　XRD patterns of clinker produced at different current densities

2.5　微观形貌分析

2.5.1　*烧成熟料的微观结构*　图 12a 为烧成熟料的 SEM 图,其形貌主要分为浅色区域和深色区域两部分,不规则的浅色区域分布于深色区域内。分别在两类区域中选取不同点位进行能谱分析,结果如表 3 所示。通过计算表 3 中各氧化物的质量分数,可以得到 a、b、d、e、f 点位处 CaO 与 SiO_2 的物质的量比为 3∶1,与 C_3S 的化学计量组成一致;c、g 点位处 CaO、Al_2O_3 与 Fe_2O_3 的物质的量比为 4∶1∶1,与 C_4AF 的化学计量组成一致。图 12a 中并未发现 C_2S,表明该熟料主要由大量的 C_3S 和少量 C_4AF 组成,符合矿物组成设计要求。图 12b 为烧成熟料的背散射电子(BSE)图像。与图 12a 相对应,相对规则的灰色区域为 C_3S;不规则的浅色区域为 C_4AF(白色中间相),填充于 C_3S 之间;颜色较暗的区域为 C_3A(黑色中间相),与 C_4AF 熔融共生,因质量分数较小而不易被分辨出。



a　SEM 图



b　BSE 图

图 12　烧成熟料的微观结构图

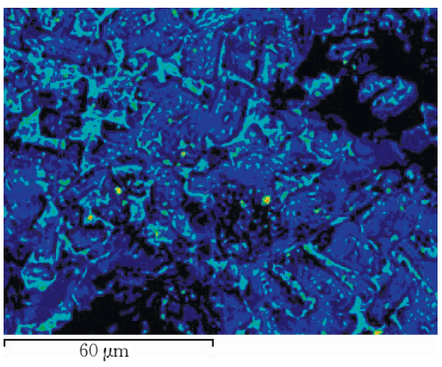
Fig.12　Microstructures of the produced clinker

表 3　烧成熟料 SEM 图的能谱分析

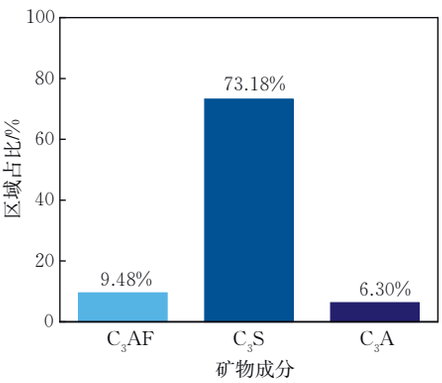
Tab. 3　EDS analysis of the produced clinker in the SEM images

点位	w/%						
	Na_2O	K_2O	Fe_2O_3	CaO	Al_2O_3	SiO_2	MgO
a 点	0.422	0.200	1.068	67.689	1.927	22.844	1.133
b 点	0.413	0.257	1.067	67.96	1.560	22.746	1.064
c 点	0.611	0.102	12.96	52.897	23.268	3.989	1.601
d 点	0.418	0.233	1.068	67.882	1.715	22.836	1.179
e 点	0.426	0.239	1.065	67.743	1.823	22.771	1.095
f 点	0.415	0.243	1.071	67.586	1.956	22.779	1.097
g 点	0.617	0.115 5	13.049	52.991	23.283	3.965	1.594

2.5.2　*烧成熟料的矿物组成计算*　将 BSE 图像转换成彩色图像,结果如图 13a 所示。图 13a 中,浅蓝色、蓝色和深蓝色区域分别对应 BSE 图中的 C_4AF、C_3S 和 C_3A。采用 Image-Pro Plus 软件对各区域面积进行计算,进而获得各熟料矿物的质量分数[46],结果如图 13b 所示。由图 13b 可知,C_4AF、C_3S 和 C_3A 的质量分数分别为 9.48%、73.18% 和 6.30%,与设计的水泥熟料矿物组成基本一致。



a BSE图(彩色)



b 各矿物质量分数

图13 烧成熟料中各矿物的质量分数

Fig.13 Mass fractions of the minerals in the produced clinker

2.6 化学物理性能分析

2.6.1 *烧失量和游离氧化钙* 根据《水泥化学分析方法》(GB/T 176—2017),测定了水泥生料、前驱体和烧成熟料的烧失量及 f-CaO,结果如表 4 所示。由表 4 可知,生料中的方解石在高温下分解为 CO_2 和 CaO,因此生料的烧失量高达 35.36%。前驱体的烧失量为 3.57%,远低于生料,说明石灰石已完全分解。熟料的烧失量为 0.34%,可能是由于压样过程中添加的黏合剂未完全燃烧氧化所致,且熟料的烧失量低于《硅酸盐水泥熟料》(GB/T 21372—2024)规定的限值(1.0%)。上述结果表明,生料在电流作用下已完全烧成熟料,与 XRD 和 SEM 分析的结果一致。

由表 4 还可知,生料中的 f-CaO 的质量分数为 6.76%,其中 Ca 主要以 $CaCO_3$ 形式存在。经过 1 000 ℃处理以后,生料中石灰石分解为 CO_2 和 CaO,导致前驱体中的 f-CaO 质量分数升至 28.47%。当电流密度为 0.01 A/mm²、电场强度为 66 V/mm 时,经过电流快速烧成 1 min 后,CaO 与其他组分反应生成水泥熟料矿物,熟料中 f-CaO 质量分数降至 0.12%,低于《硅酸盐水泥熟料》(GB/T 21372—2024)规定的限值(1.5%)。少量 f-CaO 的存在,表明可能存在 C_2S,但因其含量过低,X 射线衍射仪通常难以检出。

表4 烧成过程中样品烧失量和f-CaO质量分数的变化

Tab. 4 Changes in loss on ignition and f-CaO mass fraction of the sample during the sintering process

项目	w/%		
	生料	前驱体	熟料
烧失量	35.36	3.57	0.34
f-CaO	6.76	28.47	0.12

2.6.2 *抗压强度* 图 14 为不同电流密度下烧成熟料净浆的抗压强度。由图 14 可知:在电流密度为 0.01 A/mm² 下烧成的水泥熟料净浆 28 d 抗压强度达到 74.4 MPa,电流密度为 0.005 A/mm² 下烧成的水泥熟料净浆 28 d 抗压强度达到 52.2 MPa;在 0.01 A/mm² 条件下烧成的水泥熟料净浆强度要高于 0.005 A/mm² 条件下净浆的强度。由此可见,采用电流快速烧成技术时,电流密度对熟料净浆的力学性能具有显著影响。由抗压强度差值可知,两组样品在 3 d 时的强度差值为 11.2 MPa,7 d 时差值增大至 21.5 MPa,28 d 时差值为 22.2 MPa,说明两组样品的强度差异主要在早期至中期,后期差值趋于稳定。从抗压强度增长率来看,3~7 d 阶段电流密度为 0.01 A/mm² 的样品强度增长率为 57.3%,明显高于电流密度为 0.005 A/mm² 的样品强度增长率(35.2%),表明较高电流密度有利于促进熟料矿物形成及早期水化活性发展。

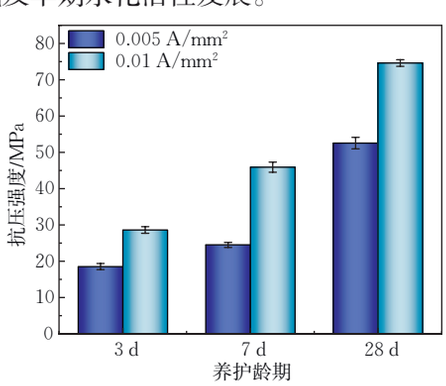


图14 不同电流密度下熟料净浆的抗压强度

Fig. 14 Compressive strength of the clinker paste at different current densities

当电流密度相对较小(0.005 A/mm²)时,电流通过样品产生的焦耳热有限,样品实际烧成温度较低,水泥熟料烧成不完全,其中还残留一定量 f-CaO。残余 f-CaO 在熟料水化反应过程中会降低抗压强度。因此,随着养护龄期的延长,0.01 A/mm²

条件下样品净浆抗压强度增长幅度大于 0.005 A/mm² 条件下样品净浆强度。

2.7　能源消耗与CO_2减排分析

电流快速烧成过程中,熟料通过焦耳热效应实现煅烧。电流通过样品时产生的焦耳热由内向外传递,且几乎全部用于熟料烧成,不仅缩短了烧成时间,还可降低烧成温度。具体而言,对于相同化学组成的生料,采用传统煅烧工艺需要在 1 450 ℃保温煅烧 40 min 以上才能制得 f-CaO 质量分数低于 1.5% 的熟料,该过程最低耗电量为 6.742 kW·h。采用电流快速烧成技术,在起始电场强度为 66 V/mm、电流密度限值为 0.01 A/mm² 条件下,于 1 135 ℃煅烧 1 min 即可烧成,煅烧过程总耗电量为 3.125 kW·h。相比传统高温煅烧工艺,电流快速烧成技术制备水泥熟料可节省 53.65% 的能耗。因此,该技术有助于提高炉窑热效率,降低回转窑的煅烧温度,并延长回转窑使用寿命。减少熟料在炉窑内的煅烧时间并降低煅烧温度,均有助于降低熟料的生产成本、能源消耗以及 CO_2 排放量。

在熟料的生产过程中,除了 $CaCO_3$ 分解释放 CO_2 外,煤及其他化石燃料的燃烧也会排放大量的 CO_2[47-48]。相比之下,电流快速烧成技术以电能作为主要热源,与传统制备工艺相比节电约 53.65%,从而显著降低了与电力消耗相关的间接 CO_2 排放。从减排潜力来看,若采用核电或可再生能源电力替代传统化石燃料,有望减少对化石能源的依赖,进而降低 CO_2 排放。尤其是利用风能、太阳能等可再生能源电力煅烧水泥熟料,理论上可进一步降低化石燃料消耗并实现 CO_2 减排,同时有助于缓解弃风、弃光等问题,具有显著的工程应用价值。

3　结论

(1)在起始电场强度为 66 V/mm、电流密度限值为 0.01 A/mm² 的条件下煅烧生料 1 min,可烧成高品质的高 C_3S 水泥熟料,其主要矿物组成为 C_3S(质量分数为 70%)、C_3A 及 C_4AF;烧成熟料的烧失量为 0.34%,f-CaO 质量分数为 0.12%,熟料净浆 28 d 抗压强度达 74.4 MPa。

(2)电流快速烧成的本质是电场-热场的耦合作用,通过焦耳热实现样品由内而外的加热。装置温度为 1 135 ℃时,样品实际温度可达 1 458～1 510 ℃;起始电场强度与烧成温度呈线性负相关,烧成稳定后,电流、电压、电阻率及能耗均保持稳定。

(3)采用电流快速烧成技术,在电场强度为 66 V/mm、电流密度为 0.01 A/mm² 的条件下煅烧生料 1 min,较传统煅烧工艺(1 450 ℃保温煅烧 40 min)可降低装置温度 315 ℃、缩短烧成时间 39 min、降低能耗 53.65%,并减少 CO_2 排放,为水泥绿色洁净制备提供了可行路径。

参考文献:

[1] Liu J, Tong D, Zheng Y X, et al. Carbon and air pollutant emissions from China's cement industry 1990-2015: Trends, evolution of technologies, and drivers [J]. Atmospheric Chemistry and Physics, 2021, 21(3): 1627-1647.

[2] Wei J X, Cen K. Empirical assessing cement CO_2 emissions based on China's economic and social development during 2001-2030[J]. Science of the Total Environment, 2019, 653: 200-211.

[3] Thwe E, Khatiwada D, Gasparatos A. Life cycle assessment of a cement plant in Naypyitaw, Myanmar[J]. Cleaner Environmental Systems, 2021, 2: 100007.

[4] 丁美荣. 水泥行业碳排放现状分析与减排关键路径探讨[N]. 中国建材报, 2021-06-15(3).

[5] Bai R, Yan C W, Zhang J, et al. Microstructural characteristics of aluminosilicate minerals in cement clinker prepared from coal gangue, carbide slag, and desulfurization gypsum [J]. Construction and Building Materials, 2024, 451: 138861.

[6] 霍丽鹏, 杨康, 徐德龙, 等. 高固气比悬浮预热分解系统脱硝优势理论分析[J]. 硅酸盐通报, 2014, 33(3): 656-661.

[7] 徐迅. 入窑生料温度对物料反应特性和煅烧系统温度场分布的影响[D]. 北京: 中国建筑材料科学研究总院, 2018.

[8] Xu J, Yang S B, Ren Q Q, et al. Influence of coal ash characteristics on the pretreatment process of fluidized bed cement calcination [J]. Construction and Building Materials, 2021, 303: 124531.

[9] Dai G F, Zhang J Y, Ur Rahman Z, et al. Multi-pollutant formation and control in pressurized oxy-combustion: SO_x, NO_x, particulate matter, and mercury[J]. Engineering, 2024, 39: 127-153.

[10] Zuleta Marin J S, Bern G, Platzer W, et al. Techno-economic analysis of a solar calciner for CO_2 emissions reduction in the Chilean cement industry[J]. Solar Energy, 2025, 288: 113266.

[11] Vermeiren J, Dilissen N, Goovaerts V, et al. Electrification of clinker and calcination treatments in the cement sector by microwave technology: A review [J]. Construction and Building Materials, 2024, 428:

136271.

[12] 张文生, 栾政彬, 曹立学, 等. 硅酸盐水泥熟料矿物结构调控与熟料烧成[J]. 建筑材料学报, 2024, 27(12): 1081-1089.

[13] 司斌, 薛苗苗, 赵亚莉. 掺杂锂渣的硅酸盐水泥熟料的烧成特性及水化性能研究[J]. 无机盐工业, 2025, 57(7): 120-126.

[14] Gonçalves J P, Han T H, Sant G, et al. Toward smart and sustainable cement manufacturing process: Analysis and optimization of cement clinker quality using thermodynamic and data-informed approaches[J]. Cement and Concrete Composites, 2024, 147: 105436.

[15] 李海宏, 白明科, 张亮, 等. 高贝利特低热硅酸盐水泥熟料煅烧及技术探讨[J]. 水泥, 2023(8): 7-12.

[16] 周红, 杜旭升, 李琦, 等. 中国水泥工业低碳化发展趋势[J]. 西安建筑科技大学学报(自然科学版), 2025, 57(2): 308-316.

[17] 杜欣. 我国弃风弃光现象的成因及对策分析[J]. 产业与科技论坛, 2017, 16(19): 85-87.

[18] Singh C, Yadav D. Mechanical properties of flash sintered 3YSZ [J]. Ceramics International, 2025, 51(22): 37201-37208.

[19] Niu L, Han X T, Wang H T, et al. Flash sintering of lead zirconate titanate ceramics under high voltage at room temperature[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2024, 44(10): 6169-6177.

[20] Çetinkaya Z, Arıcı G, Öztürk B. Reusing cast iron slag waste as a material development by flash sintering [J]. Journal of the Australian Ceramic Society, 2025, 61(4): 1515-1524.

[21] Chaim R. Liquid film capillary mechanism for densification of ceramic powders during flash sintering[J]. Materials, 2016, 9(4): 280.

[22] Narayan J. Grain growth model for electric field-assisted processing and flash sintering of materials[J]. Scripta Materialia, 2013, 68(10): 785-788.

[23] Jing M H, Zhao P, Chen T D, et al. Investigation on calcination mechanism of tricalcium silicate by a coupled electric-thermal field [J]. Construction and Building Materials, 2021, 313: 125470.

[24] Biesuz M, Sglavo V M. Flash sintering of ceramics [J]. Journal of the European Ceramic Society, 2019, 39(2/3): 115-143.

[25] Su X H, Bai G, Jia Y J, et al. Flash sintering of sodium niobate ceramics[J]. Materials Letters, 2019, 235: 15-18.

[26] Phuah X L, Yang B, Charalambous H, et al. Microstructure and defect gradients in DC and AC flash sintered ZnO[J]. Ceramics International, 2021, 47(20): 28596-28602.

[27] Raj R, Singh S K, Chakrabarti T. The role of thermal and athermal effects on ultrafast densification during flash sintering[J]. Ceramics International, 2025, 51(19): 27741-27756.

[28] Munir Z A, Quach D V, Ohyanagi M. Electric current activation of sintering: A review of the pulsed electric current sintering process[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2010, 94(1): 1-19.

[29] Wang S F, Mishra T P, Deng Y B, et al. Experimental and numerical studies of densification and grain growth of 8YSZ during flash sintering[J]. Advanced Engineering Materials, 2023, 25(18): 2201744.

[30] Wu Y J, Su X H, An G, et al. Dense $Na_{0.5}K_{0.5}NbO_3$ ceramics produced by reactive flash sintering of $NaNbO_3$-$KNbO_3$ mixed powders[J]. Scripta Materialia, 2020, 174: 49-52.

[31] 李瑞, 薛璐韬, 喻文强, 等. 铁尾矿协同氟石膏制备水泥熟料动力学研究[J]. 无机盐工业, 2026, 58(4): 96-104.

[32] 饶德梅. 不同烧成温度和时间对水泥熟料矿物相组成的影响[D]. 绵阳: 西南科技大学, 2023.

[33] 明安冉. BSFC 陶瓷闪烧与闪连研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2023.

[34] Wang H, Phuah X L, Li J, et al. Key microstructural characteristics in flash sintered 3YSZ critical for enhanced sintering process[J]. Ceramics International, 2019, 45(1): 1251-1257.

[35] Terauds K, Lebrun J M, Lee H H, et al. Electroluminescence and the measurement of temperature during Stage III of flash sintering experiments[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2015, 35(11): 3195-3199.

[36] Hwang C, Yun J. Flash sintering of hydroxyapatite ceramics[J]. Journal of Asian Ceramic Societies, 2021, 9(1): 304-311.

[37] Raj R, Wolf D E, Yamada C N, et al. On the confluence of ultrafast high-temperature sintering and flash sintering phenomena[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2023, 106(7): 3983-3998.

[38] Liu L, Wang Y F, Jia B R, et al. Tuning the microstructure and mechanical properties of deformed CoCrFeMnNi HEA under coupled electric-thermal field based on multi-scale modeling and simulation[J]. Materials Characterization, 2026, 234: 116215.

[39] Yang J X, Fu M Y, Tian Q, et al. Preparation of $Gd_2Zr_2O_7$ nanoceramics by flash sintering and two-step flash sintering[J]. Ceramics International, 2023, 49

(11): 16594-16602.
[40] 杨飞, 孙晓敏. 利用钒钛磁铁矿尾矿制备普通硅酸盐水泥熟料的研究[J]. 钢铁钒钛, 2020, 41(2): 75-81.
[41] Zhang D, Pan X L, Yu H Y, et al. Mineral transition of calcium aluminate clinker during high-temperature sintering with low-lime dosage[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2015, 31(12): 1244-1250.
[42] Herfort H. 水泥熟料生产过程中的化学反应(英文)[J]. 硅酸盐学报, 2015, 43(10): 1314-1323.
[43] 王红, Farzam H. 铁酸盐相为主的水泥熟料液相在水泥化学中的重要性(英文)[J]. 硅酸盐学报, 2015, 43(10): 1305-1313.
[44] 林宗寿. 水泥工艺学[M]. 2版. 武汉: 武汉理工大学出版社, 2017: 176-177.
[45] 朱建平, 宫晨琛, 兰祥辉, 等. 用铅锌尾矿和页岩制备高C_3S硅酸盐水泥熟料的研究[J]. 硅酸盐通报, 2006, 25(5): 10-16.
[46] Yang S, Liu W B. Application of image-pro plus in the shear strength and micro-structure of solidified soil mixed with fly ash[J]. Multimedia Tools and Applications, 2020, 79(15): 10065-10075.
[47] Sousa V, Bogas J A, Real S, et al. Recycled cement production energy consumption optimization[J]. Sustainable Chemistry and Pharmacy, 2023, 32: 101010.
[48] 王文杰. 氢能源煅烧在水泥行业中的应用[J]. 中国水泥, 2025(6): 16-18.

Electric-Current-Assisted Rapid Clinkering of High-C_3S Cement Clinker and Its Mechanism

LI Penghui, *ZHAO Hongyu*, *JING Minghai*, *SHEN Qian*, *MA Yuanxiang*, *HUANG Jianan*
(School of Civil and Hydraulic Engineering, Ningxia University, Yinchuan 750021, China)

Abstract: To address the high energy consumption and substantial carbon emissions associated with the conventional high-temperature and prolonged clinkering process for cement clinker, the feasibility of producing high-C_3S cement clinker using electric-current-assisted rapid clinkering was investigated. Based on a high-C_3S cement clinker formula with a silica modulus of 2.46, an alumina modulus of 1.28, and a lime saturation factor of 1.00, the effects of electric-current-assisted rapid clinkering on the mineral composition, microstructure, chemical properties, and mechanical properties of the clinker were systematically studied. The results showed that high-C_3S cement clinker with excellent performance can be successfully produced at an initial electric field strength of 66 V/mm, a current density limit of 0.01 A/mm^2, a clinkering temperature of 1,135 ℃, and a holding time of 1 min. The mass fraction of C_3S exceeded 70%, while the loss on ignition (LOI) and the free calcium oxide (f-CaO) mass fraction of the clinker were 0.34% and 0.12%, respectively. The 28-day compressive strength of the clinker paste reached 74.4 MPa. Through the Joule heating effect, this technology significantly reduces the clinkering temperature and shortens the clinkering time, thereby effectively decreasing energy consumption and CO_2 emissions and meeting the requirements for the green and low-carbon development of the cement industry.

Keywords: electric-current-assisted rapid clinkering; tricalcium silicate; cement clinker; Joule heating; CO_2 emissions

(责任编辑　王德平)